

STEEL FOR SOFT-NITRIDING EXCELLENT IN COLD FORGEABILITY

Patent number: JP9279295
Publication date: 1997-10-28
Inventor: ITO SEIJI; KANISAWA HIDEO; TAKADA HIROTADA
Applicant: NIPPON STEEL CORP
Classification:
- **international:** C22C38/00; C21D8/00; C22C38/24; C22C38/28;
C23C8/26; C23C8/38; C23C8/50
- **european:**
Application number: JP19960117105 19960416
Priority number(s): JP19960117105 19960416

Abstract of JP9279295

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel for soft-nitriding in which hardness as hot-rolled or hot-forged is regulated to ≤ 200 by Hv(Vickers hardness) and excellent in cold forgeability and soft nitriding properties. **SOLUTION:** This steel is the one having a compsn. contg., by weight, 0.01 to 0.15% C, 0.01 to 1.00% Si, 0.1 to 1.5% Mn, 0.1 to 2.0% Cr, >0.10 to 1.00% Al and 0.05 to 0.40% V, contg., at need, 0.10 to 1.00% Mo and 0.010 to 1.00% Ti, and the balance iron with inevitable impurities, and in which the hardness of the core part after hot rolling or as hot-forged is regulated to ≤ 200 by Hv and limit compressibility is regulated to $\geq 65\%$. The steel has excellent cold forgeability, and by the subsequent soft-nitriding treatment its surface hardness can be regulated to ≥ 650 by Hv and the depth of an effective hardened layer to $\geq 0.2\text{mm}$.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

(19)日本国特許庁(J P)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-279295

(43)公開日 平成9年(1997)10月28日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 N
C 2 1 D 8/00		9270-4K	C 2 1 D 8/00	A
C 2 2 C 38/24			C 2 2 C 38/24	
38/28			38/28	
C 2 3 C 8/26			C 2 3 C 8/26	
審査請求 未請求 請求項の数4 F D (全 8 頁) 最終頁に続く				

(21)出願番号 特願平8-117105

(22)出願日 平成8年(1996)4月16日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 伊藤 誠司

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式
会社室蘭製鐵所内

(72)発明者 蟹沢 秀雄

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式
会社室蘭製鐵所内

(72)発明者 高田 啓督

北海道室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式
会社室蘭製鐵所内

(74)代理人 弁理士 萩原 康弘 (外1名)

(54)【発明の名称】 冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼

(57)【要約】

【課題】 本発明は熱間圧延または熱間鍛造ままの硬さがHvで200以下であって、冷間鍛造性と軟窒化性に優れた軟窒化用鋼を提供する。

【解決手段】 重量比にしてC:0.01~0.15%、Si:0.01~1.00%、Mn:0.1~1.5%、Cr:0.1~2.0%、Al:0.10%超~1.00%、V:0.05~0.40%を含有し、必要に応じてMo:0.10~1.00%、Ti:0.010~1.00%を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、熱間圧延後または熱間鍛造ままの芯部硬さがHvで200以下、限界圧縮率が65%以上の冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼。

【効果】、優れた冷間鍛造性を有すると共に、その後の軟窒化処理により表面硬さをHv650以上、有効硬化層深さを0.2mm以上とすることができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.15%、
Si : 0.01~1.00%、
Mn : 0.1~1.5%、
Cr : 0.1~2.0%、
Al : 0.10%超~1.00%、
V : 0.05~0.40%

を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、熱間圧延後または熱間鍛造後の芯部硬さがHvで200以下、かつその後の冷間鍛造における限界圧縮率が65%以上の特性を有してなることを特徴とする冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼。

【請求項2】 重量%で、

C : 0.01~0.15%、
Si : 0.01~1.00%、
Mn : 0.1~1.5%、
Cr : 0.1~2.0%、
Al : 0.10%超~1.00%、
V : 0.05~0.40%

を含有し、さらに、Mo : 0.10~1.00%を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、熱間圧延後あるいは熱間鍛造後の芯部硬さがHvで200以下、その後の冷間鍛造における限界圧縮率が65%以上の特性を有してなることを特徴とする冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼。

【請求項3】 重量%で、

C : 0.01~0.15%、
Si : 0.01~1.00%、
Mn : 0.1~1.5%、
Cr : 0.1~2.0%、
Al : 0.10%超~1.00%、
V : 0.05~0.40%

を含有し、さらに、Ti : 0.010~1.00%を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、熱間圧延後または熱間鍛造後の芯部硬さがHvで200以下、かつその後の冷間鍛造における限界圧縮率が65%以上の特性を有してなることを特徴とする冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼。

【請求項4】 重量で、

C : 0.01~0.15%、
Si : 0.01~1.00%、
Mn : 0.1~1.5%、
Cr : 0.1~2.0%、
Al : 0.10%超~1.00%、
V : 0.05~0.40%

を含有し、さらに、Mo : 0.10~1.00%、Ti : 0.010~0.100%を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、熱間圧延後または熱間鍛造後に芯部硬さがHvで200以下、かつその後の冷間

鍛造における限界圧縮率が65%以上の特性を有してなることを特徴とする冷間鍛造性に優れた軟窒化用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、軟窒化処理前に優れた冷間鍛造性を有し、軟窒化処理後には優れた表面硬さ、強度を発揮することのできる軟窒化用鋼に関するものである。例えば、歯車、継手、シャフト等のように熱処理時の歪みを嫌う構造用部品に好適に利用される。

【0002】

【従来の技術】従来、自動車用クランクシャフト、歯車等に使用される鋼は高い疲労強度や耐摩耗性を得るために軟窒化処理が行われ、従来からSCM435やSCAM645が軟窒化用鋼として多く使用されている。これらの軟窒化用鋼は窒化層の表面硬さや有効硬化層深さの改善を目指したものであり、窒化特性と併せて窒化前の冷間鍛造性を考慮したものはほとんどなかった。そのため、冷間鍛造を行う前に軟化焼鈍を必要としたり、冷間鍛造後に焼入焼戻等の熱処理を必要とし、大きなコスト要因となっていた。

【0003】冷間鍛造性を考慮した軟窒化用鋼としては特開平5-171347号公報が提案されているが、この発明はフェライト+パーライトの2相組織とし、ベイナイト組織の生成の抑制を特徴としているが、軟窒化時に芯部の硬さが低くなり、高荷重をうける部品には適用できないという欠点があった。また、特開平7-102343号公報においても軟窒化前に冷間加工を行う鋼が提案されているが、冷間加工前にVの析出制御熱処理を必要とし、製造コスト高の要因となっていた。さらに、ベイナイト組織を有する窒化用鋼としては特開平1-177338号公報、特開平7-157842号公報が提案されているが、熱間鍛造後の硬さが高いため、冷間鍛造用歯車には適用できないという問題があった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は従来の軟窒化用鋼が冷間鍛造性に劣るという課題を解決すべくなされたものであり、良好な冷間鍛造性を有すると共に、優れた軟窒化特性を合わせ持つ窒化用鋼を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者らは上記目的の下に軟窒化用非調質鋼について鋭意研究した結果、熱間圧延まま、または熱間鍛造ままではHv200以下で、その後の冷間鍛造において限界圧縮率が65%以上を有することを特徴とする冷間鍛造性に優れ、さらに、フェライト+ベイナイトの2相組織とすることにより、冷間鍛造後の軟窒化処理において母材の芯部が軟化することなく優れた時効硬化特性を有すると共に優れた軟窒化特性が得られ、前記課題を解決できることをつきとめた。さらに、冷間鍛造性に優れたフェライト+ベイナイトの

2相組織とするために、各元素の含有量について研究を重ねた。

【0006】本発明の鋼においては、Cを0.01～0.15%に規制し、Siを0.01～1.00%、Mnを0.1～1.5%にすることにより、熱間圧延後の硬さをHv200以下のフェライト+ベイナイトの2相組織が得られ、優れた冷間鍛造性が確保される。さらにCr、Al、Vを適量添加することにより高い軟窒化特性を得ることができる。

【0007】また、Vに加えてMoを添加することにより、軟窒化特性と同時に軟窒化時の芯部硬さの低下を抑制し、時効析出硬化による芯部硬さの向上を図ることができる。ベイナイト組織ではこれらの元素の多くは固溶状態であるため、軟窒化時の温度で炭窒化物として微細析出し、強度を増加させる時効硬化能が得られる。また、さらにTiを添加することにより、軟窒化特性をさらに改善することができる。

【0008】本発明はこれらの知見によりなされたものである。すなわち本発明の窒化用鋼は、重量比でC：0.01～0.15%、Si：0.01～1.00%、Mn：0.1～1.5%、Cr：0.1～2.0%、V：0.05～0.40%、Al：0.10%超～1.00%を含有し、残部が鉄および不可避的な不純物からなる組成を基本としている。

【0009】本発明においては、必要に応じてMo：0.10～1.00%を含有せしめることにより、さらに軟窒化特性と軟窒化時の析出硬化能を改善できることができる。また、Ti：0.010～0.100%を含有せしめることにより、軟窒化特性をさらに改善できる。さらには、Mo：0.10～1.00%、Ti：0.010～0.100%を同時に含有せしめることにより、軟窒化特性と軟窒化時の析出硬化による芯部硬さの改善を図ることができる。

【0010】本発明鋼は熱間圧延または熱間鍛造したままの状態Hvで200以下の軟らかいフェライト+ベイナイト組織を得ることができ、その後の冷間鍛造においては限界圧縮率で65%以上の優れた冷間鍛造性を有し、冷間鍛造後の軟窒化処理においても、母材の芯部硬さを低下させることなく、むしろ時効硬化により硬さを増加させることができる。

【0011】

【発明の実施の形態】以下、本発明における軟窒化鋼の成分限定理由について説明する。Cは強度および時効硬化に必要な炭窒化物の生成に必要な元素であり、0.01%未満では強度および炭窒化物の生成が不足となるために下限を0.01%とした。また、Cが0.15%を越えると、熱間鍛造後の硬さが大きくなり冷間鍛造性を劣化させるので、上限を0.15%とした。

【0012】Siは製鋼時の脱酸剤として使用されるものであり、本発明鋼においてSiは特に必要としない

が、Siを無添加にしたり、極端に低減すると製造上のコスト高になる。また、Si含有量が高くなると冷間鍛造時の鍛造性を著しく劣化させるため、1.00%を上限とした。

【0013】Mnは焼入れ性を向上させて組織をベイナイト化するのに必要な元素であるが0.1%未満では焼き入れ性が不足し、ベイナイトの生成が不足するため下限を0.1%とした。しかし、1.5%を越えると冷間鍛造性を劣化させるために1.5%を上限とした。

【0014】Crは組織をベイナイト化するのに必要な元素であると共に、窒化層の硬さを確保するために多いほどよい。0.1%未満であると前記効果が不足するので下限とした。しかし、2.0%を越えると冷間鍛造性を劣化させると共にコスト高になるので上限を2.0%とした。

【0015】次に、熱間圧延のまま、あるいは熱間鍛造のままのベイナイト組織中のVの多くはフェライト中に固溶状態にあり、その後の軟窒化により微細な炭窒化物として析出して時効硬化を起こし、母材芯部の硬さを低下させることなく、むしろ硬化させることのできる元素である。0.05%未満ではその効果は不十分であるために下限を0.05%とした。しかし、0.40%を越えて含有させると冷間鍛造性が劣化し、コスト高ともなるので上限を0.40%とした。

【0016】Alは軟窒化時に鋼中に進入するNと結合して表面硬さを高めるので、軟窒化性の向上に必要な元素である。その効果を得るには0.10%超を必要とする。しかし、1.00%を越えて含有させるとNの拡散がかえって阻害されて軟窒化特性が阻害されると共に、冷間鍛造性が劣化し、コスト高にもなるので1.00%を上限とした。

【0017】Moは焼入れ性を向上させ組織をベイナイト化するために有効な元素であって、さらにVと共に時効硬化を得るために有効に作用する元素である。Moが0.10%未満ではベイナイト化が不十分であるため下限を0.10%とした。Moは高価な元素であり、1.00%を越えると冷間鍛造性が劣化し、コスト高にもなるので上限を1.00%とした。

【0018】Tiは軟窒化時に鋼中に進入するNと結合して表面硬さを高めるので、軟窒化性の向上に有効な元素である。表面硬さを高めるためには少なくとも0.010%以上含有させる必要がある。しかし、0.100%を越えて含有させるとNの拡散がかえって阻害されて軟窒化特性が阻害されると共に、冷間鍛造性が劣化し、コスト高にもなるので0.100%を上限とした。

【0019】さらに、熱間圧延材または熱間鍛造材の硬さがHvで200以下であり、限界圧縮率が65%以上とするのは、冷間鍛造において鋼材の硬さが低いほど鍛造を行う金型の寿命が向上し、加えて鋼材の変形能が高いほど、割れの発生なしに鍛造を行うための限界として

65%以上とした。なお、本発明鋼の製造条件については何ら限定されるものではない。

【0020】冷間鍛造における変形能の指標となる限界圧縮試験とは、機械加工により試験片の高さ方向が圧延方向と平行となるように採取した円柱試験片を、V溝付の端面拘束型工具を使用し、圧縮加工を行い、目視による割れの判定によって鋼材の変形能を調べる方法である。図1(a)は端面拘束型圧縮試験片工具、図1(b)は同工具のA部およびB部の拡大図、図1(c)は試験片(直径はDφ、高さH、 $H/D=1.5$)の形状と圧縮試験後の形状を示す。限界圧縮率の計算式は $((H-H_1)/H) \times 100$ である。

【0021】

【実施例】表1、表2および表3に本実施例に用いた供試鋼の化学成分を示す。表1、2は本発明鋼で表3は比較のための比較鋼である。これらの供試鋼を溶製した後、ピレットに圧延した。次いで、1050℃で直径45mmに熱間圧延した後に放冷し、その後直径45mm×長さ50mmに切断した。さらに1200℃に加熱した後、直径35mmに熱間鍛造し空冷した。このときの芯部硬さを冷間鍛造前の芯部硬さとして測定した。

【0022】

【表1】

鋼材№	供 試 鋼 化 学 成 分 (重量%)								
	C	Si	Mn	Cr	Al	V	Mo	Ti	
本 発 明 鋼	1	0.11	0.04	0.3	1.5	0.11	0.10	—	—
	2	0.10	0.05	0.3	1.5	0.10	0.11	0.20	—
	3	0.10	0.03	0.3	1.5	0.11	0.09	—	0.015
	4	0.09	0.04	0.3	1.5	0.10	0.10	0.20	0.014
	5	0.10	0.03	0.4	1.5	0.40	0.10	—	—
	6	0.10	0.03	0.3	2.0	0.11	0.11	—	—
	7	0.09	0.05	0.3	0.5	0.12	0.10	0.50	—
	8	0.12	0.03	0.3	1.0	0.11	0.10	0.20	—
	9	0.15	0.03	0.3	0.9	0.12	0.05	—	0.015
	10	0.04	0.04	0.3	1.0	0.11	0.21	—	—
	11	0.03	0.09	0.3	1.5	0.11	0.19	0.20	—
	12	0.03	0.04	0.5	0.7	0.19	0.20	0.20	—
	13	0.03	0.28	0.6	0.7	0.21	0.20	0.20	—

【0023】

【表2】

	鋼材No.	供 試 鋼 化 学 成 分 (重量%)							
		C	Si	Mn	Cr	Al	V	Mo	Ti
本 発 明 鋼	14	0.03	0.80	0.2	0.7	0.20	0.10	0.20	—
	15	0.03	0.04	0.5	1.5	0.11	0.39	—	—
	16	0.02	0.06	0.8	1.0	0.11	0.20	1.00	—
	17	0.07	0.05	0.5	1.0	0.42	0.10	—	—
	18	0.02	0.03	0.3	1.0	0.91	0.10	—	—
	19	0.02	0.03	0.4	0.5	0.15	0.06	—	0.091
	20	0.04	0.03	0.4	0.5	0.15	0.05	—	0.090
	21	0.04	0.31	0.6	1.6	0.11	0.15	0.20	0.020
	22	0.03	0.04	1.4	0.7	0.20	0.20	0.20	—
	23	0.03	0.30	1.1	0.7	0.20	0.20	0.21	—
	24	0.05	0.03	0.7	0.8	0.22	0.20	0.80	—
	25	0.13	0.70	0.7	1.0	0.18	0.20	0.21	—

【0024】

【表3】

	鋼材No.	供 試 鋼 化 学 成 分 (重量%)							
		C	Si	Mn	Cr	Al	V	Mo	Ti
比 較 鋼	26	0.20	0.03	0.7	1.0	0.11	—	—	—
	27	0.12	1.20	0.7	1.0	0.12	0.21	0.21	—
	28	0.15	0.30	1.7	1.0	0.10	0.10	—	—
	29	0.13	0.07	0.6	2.5	0.09	0.20	—	—
	30	0.09	0.08	0.5	1.5	0.10	0.50	—	—
	31	0.10	0.08	0.7	1.0	1.10	0.10	—	—
	32	0.14	0.28	0.7	1.0	0.11	0.20	—	0.120
	33	0.13	0.30	0.8	1.0	0.12	0.10	1.20	—
	34	0.14	0.30	0.7	1.0	0.03	0.10	—	—

【0025】限界圧縮試験片は熱間鍛造材から採取し、試験を行った。軟窒化特性を評価する試験として、熱間鍛造材を直径30mm×長さ50mmに機械加工した後、圧下率50%の冷間鍛造を行った。このときの深部硬さを冷間鍛造材の中心部の硬さとして測定した。ガス軟窒化は $\text{NH}_3 : \text{N}_2 : \text{CO}_2 = 50 : 45 : 5$ の雰囲気中で570℃で5時間行った。ガス軟窒化後の芯部硬さ

は冷間鍛造材と同位置で測定した。ガス軟窒化後の表面硬さは表面から0.02mmの位置を測定し、Hv400となる表面からの深さを有効硬化層深さとした。各供試鋼の試験結果を表4～6に示した。

【0026】

【表4】

供 試 鋼 試 験 結 果							
鋼材No.		冷鍛前	限 界 圧縮率 (%)	冷間鍛造後	ガ ス 軟 窒 化 後		
		熱鍛後 の硬さ (Hv)		冷 鍛 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)	軟窒化後の 表面硬さ (Hv)	有効硬化層 深さ (mm)	窒 化 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)
本 発 明 鋼	1	172	70	256	849	0.24	260
	2	179	70	260	863	0.30	278
	3	169	72	254	893	0.28	259
	4	175	71	255	900	0.30	272
	5	165	74	253	863	0.22	267
	6	180	68	268	853	0.20	272
	7	178	68	264	701	0.30	285
	8	183	67	272	777	0.26	301
	9	195	66	287	692	0.30	288
	10	122	80	223	804	0.32	238
	11	140	78	237	893	0.32	251
	12	101	82	218	873	0.34	261
	13	113	80	224	851	0.46	265

【0027】

【表5】

供 試 鋼 試 験 結 果							
鋼材No.		冷鍛前	限 界 圧縮率 (%)	冷間鍛造後	ガ ス 軟 窒 化 後		
		熱鍛後 の硬さ (Hv)		冷 鍛 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)	軟窒化後の 表面硬さ (Hv)	有効硬化層 深さ (mm)	窒 化 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)
本 発 明 鋼	14	132	75	238	832	0.44	271
	15	160	71	248	911	0.34	273
	16	172	70	256	923	0.38	294
	17	174	72	259	851	0.36	263
	18	192	66	296	891	0.33	305
	19	151	75	231	824	0.31	253
	20	155	74	239	863	0.33	259
	21	138	74	239	828	0.40	262
	22	152	73	248	833	0.43	261
	23	161	72	257	817	0.46	268
	24	173	71	268	897	0.33	285
	25	197	67	293	822	0.31	299

【0028】

【表6】

		供 試 鋼 試 験 結 果					
	鋼材No.	冷鍛前	限 界 圧縮率 (%)	冷間鍛造後	ガ ス 軟 窒 化 後		
		熱鍛後 の硬さ (Hv)		冷 鍛 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)	軟窒化後の 表面硬さ (Hv)	有効硬化層 深さ (mm)	窒 化 後 の 芯 部 硬 さ (Hv)
比 較 鋼	26	246	55	328	683	0.20	263
	27	232	57	342	830	0.22	325
	28	221	61	313	810	0.26	321
	29	231	54	322	825	0.18	338
	30	228	60	328	863	0.30	342
	31	240	57	335	920	0.20	351
	32	251	45	341	891	0.20	364
	33	238	58	335	874	0.32	374
	34	197	66	273	627	0.12	256

【0029】表4～6から明らかなように、本発明鋼であるNo. 1～25鋼は熱間鍛造後の硬さがHvで101～195と軟らかく、限界圧縮率においても65%以上で、冷間鍛造性に優れている。さらに、本発明鋼1をベースにMo, Tiを添加した本発明鋼2～4においても優れた軟窒化特性、時効硬化特性が得られている。本発明鋼は表面硬さもHvで650以上であり、有効硬化層深さも0.2～0.46mmであって、冷間鍛造性と併せて軟窒化特性にも優れていることがわかった。

【0030】これに対して、比較鋼No. 26～33はそれぞれC, Si, Mn, Cr, V, Al, Ti, Mo

が本発明鋼の組成範囲よりも高いために冷間鍛造前の硬さがHvで200以上となり、限界圧縮率においても劣る。また、比較鋼No. 34はAl含有量が低いために軟窒化特性が劣っている。

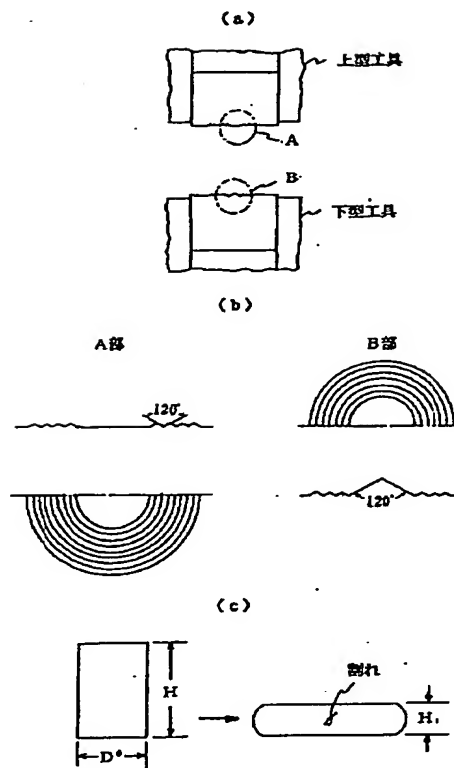
【0031】

【発明の効果】本発明の軟窒化用鋼は以上のような化学組成を有しており、各種元素の適量添加により冷間鍛造性と軟窒化時の表面硬化特性と時効硬化特性に優れた軟窒化用鋼を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】限界圧縮試験の説明図

【図1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶
 C 2 3 C 8/38
 8/50

識別記号 庁内整理番号

F I
 C 2 3 C 8/38
 8/50

技術表示箇所